

転動部材およびその製造方法

技術分野

本発明は、高周波焼入れ法によって転動面層を焼入れ硬化して耐ピッチング強度を高めた歯車等の転動部材およびその製造方法に関するものである。

背景技術

従来、建設・土木用機械の減速機などでは、高耐面圧性（ 200 kgf/mm^2 以上）が重要視される観点から、SCr、SCM、SNCM系低炭素鋼に浸炭焼入れや浸炭浸窒焼入れ処理を施した歯車が一般的に使用されているが、一部、比較的低面圧（ $\sim 150\text{ kgf/mm}^2$ ）条件で使用する場合には、炭素濃度が $0.35\sim 0.55$ 重量%の高周波焼入れに適した鋼（日本鉄鋼協会編、「鋼の熱処理 改訂5版」、丸善株式会社、p110、表2・38、表2・39、参照）に高周波焼入れ等の熱処理を施した歯車を使用されている。

前記建設・土木用機械に使用されている歯車減速機としては、より高出力化とコンパクト化の観点から、より高面圧に耐えるとともに、より高強度で、より低コストな歯車が要望されている。

また、前記建設・土木用機械は走行時において岩石や構造物等の障害物を乗り越えたり、旋回しながらそれら障害物を掘削することが多く、それら走行用、旋回用の歯車減速機の歯車に衝撃的な荷重が作用することによって、浸炭焼入れ歯車の場合にはその破損が問題になる。

一方、高周波焼入れ硬化歯車においては、浸炭焼入れ歯車よりも高靱性であるが、前述のように 150 kgf/mm^2 以上の高面圧下で使用した場合にはピッチング、スカuffingおよび歯面の摩耗などの耐面圧強度面での不具合が発生し易い問題がある。

本発明は、前述のような問題点を解消するためになされたもので、滑りを伴う転動条件で使用する歯車では、その耐面圧強度が境界潤滑下で滑りに伴う局部的な凝着による摩耗と発熱によって歯面温度が 300°C まで上昇することに着眼し、転動面の高周波焼入れによってオーステナイト中に微細な未固溶なセメンタイト

を分散させることによって、転動時の滑り中に発生する局部的凝着性を改善し、さらに、300℃の低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を効果的に高めるAlおよび／またはSiを多く添加した鋼材を用いて、300℃での焼戻し硬さがHRC50以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、さらに、オーステナイト中にほとんど固溶しないTi, Zr, Nb, Ta, Hfのうちの一種以上の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を歯面にあらかじめ0.1～0.5体積％分散させておくことによって歯面の耐焼付き性を改善し、またAlとNiをより適正に複合添加することによって、その高硬度状態においても高靱性化させた転動部材およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

発明の開示

浸炭焼入れ処理を施したSNCM815、SCM420、SCr420、SMnB420鋼（浸炭肌焼鋼）について、それらの滑りを伴う転動面圧強度（ピッチング強度）を面圧375～220kgf/mm²の範囲で予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧は210kgf/mm²であり、各面圧でピッチングを発生した転動面最表面層のマルテンサイト相のX線半価幅は4～4.2°に減少するとともに転動面最表面層において顕著な軟化が認められる。

また、S55C炭素鋼を焼入れ焼戻し処理によってHRC61～62に調整した炭素鋼について、面圧250kgf/mm²での転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ180kgf/mm²であり、面圧250kgf/mm²でピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に3.6～4.2°に減少している。

さらに、共析炭素鋼①（0.77重量％C）についてもその転動面圧強度を予備調査した結果、10⁷回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ230～240kgf/mm²であり、ほぼ同じ炭素量からなる前記浸炭肌焼鋼の転動面圧強度とほぼ同じであり、浸炭肌焼鋼の方が転動表面の粒界酸化層や不完全焼入れ層が存在することによる転動面圧強度のバラツキによる低下が見られることがわ

かった。

また更に、球状化处理した共析炭素鋼②（0.85重量% C、0.43重量% Cr）の転動面を高周波焼入れしたものの転動面圧強度を予備調査した結果、 10^7 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ $260 \sim 270 \text{ kgf/mm}^2$ であり、前記共析炭素鋼①（0.77重量% C）の転動面圧強度に比べ高強度化され、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約2体積%分散していることによることがわかった。

さらに、前記微細なセメンタイト粒子を分散させる（約2体積%）と同時にマルテンサイト硬さを高める観点から、約1.0重量%炭素と1.5重量% Crを含有するS U J 2を 840°C から焼入れた後にHRC 62.5になるように焼戻したものの転動面圧強度を予備調査した結果、 10^7 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ 270 kgf/mm^2 であり、前記共析鋼のそれとほぼ同じ強度を示し、ピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に $4.2 \sim 4.5^\circ$ に減少していることがわかった。また、前記微細なセメンタイト粒子をより多く分散させるために、球状化处理を施したS U J 2を加熱温度 $950 \sim 980^\circ\text{C}$ で高周波焼入れしたものの転動面圧強度が先の 840°C から焼入れしたものに比べて、 290 kgf/mm^2 にまで改善されており、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約10体積%分散していることによることがわかった。

さらに、炭素が0.46、0.55、0.66、0.77、0.85重量%含有される炭素鋼を 820°C から焼入れ、 $100 \sim 350^\circ\text{C}$ で各3時間焼戻したときの硬さとX線半価幅を調査し、さらに、すでに公開されているこれらに関するデータ（例えば材料、第26巻280号、P26）を参考にして検討した結果、マルテンサイト相のX線半価幅が $4 \sim 4.2^\circ$ になる硬さはほぼHRC 51～53に焼戻される状態に相当し、例えば浸炭肌焼鋼の表面炭素濃度がほぼ0.7～0.9重量%に調整されていることを参考にすると、その焼戻し温度はほぼ 300°C に相当することがわかった。

以上の予備試験結果から、歯車が高面圧下で噛み合う際に発生する熱によって歯面最表面部が焼戻され、軟化することによって、ピッチングを発生することを

明らかにし、さらに、浸炭焼入れ歯車並みのピッチング強度を得るための指標としては300℃での焼戻し硬さがHRC 53以上となる必要があることを明らかにした。

また、SCM420鋼に浸炭焼入れ処理を施した浸炭硬化層の300℃焼戻し硬さと、単に焼入れ処理を施した共析炭素鋼の300℃焼戻し硬さの比較において、焼戻し軟化抵抗性に対するCr, Moの改善がほとんど確認されないために、高周波焼入れ法によって浸炭焼入れ歯車以上のピッチング強度を付与するためには、ほぼ300℃での低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を高める新たな合金設計が必要となること、および、前記共析炭素鋼②(0.85重量% C)、SUJ2の転動面圧強度の改善作用のように粒径が0.1~1.5 μmの微細で硬質なセメントイト粒子などをマルテンサイト相中に分散させることが面圧強度を効果的に改善させることを明らかにした。

境界潤滑状態における摺動を伴う転動面での耐焼付き性が硬質なセメントイトの分散によって顕著に改善され、その転動面における最表面温度の低減と耐摩耗性の改善によることは明らかであり(硬質粒子分散効果と呼ぶ)、その改善効果が0.1体積%以上の硬質粒子の分散によって認められるようになることが知られている。

また、前述の浸炭焼入れによるピッチング強度と同等以上(面圧 $P_{max} = 230 \text{ kgf/mm}^2$ 以上)に耐える高周波焼入れ歯車設計としては、ヘルツ面圧の理論解析に基づいて、面圧値の0.3倍の片振り剪断応力($R = 0$)の疲労強度に耐える硬さが設定されるが、その計算値はほぼHRC 53.4であり、前述の予備試験においてピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相X線半価幅から求まる硬さ(HRC = 53)と極めてよく合致しており、また、その硬さが滑りを伴う転動によって発生する摩擦熱によって、転動面最表面部がほぼ300℃に昇温する時点でピッチングが発生することから、300℃焼戻し硬さが少なくとも $P_{max} = 230 \text{ kgf/mm}^2$ に耐えるためのHRC 53以上であるように設定することによって浸炭焼入れ歯車と同等以上の高面圧歯車が開発されることがわかった。

なお、実施例2で後述するように、炭素を0.1~1.0重量%含有する炭素

鋼の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = 36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9$$

で記述され、この硬さを基準にして各種合金元素の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さに対する影響を調査した結果、300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = (36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9) + 4.33 \times Si \text{ (重量\%)} + 7.3 \times Al \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)} + 1.5 \times Mo \text{ (重量\%)} + 1.2 \times Cr \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)})$$

で記載され、とりわけフェライトに濃縮するSi、Alが顕著な焼戻し軟化抵抗性を発揮することを明らかにした。

上述の結果に基づいて、本発明においては、前記鋼中の各合金成分の含有量(重量%)を次のように限定した。

要するに、本発明においては、少なくともC：0.45～1.5重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%、Cr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波加熱と冷却により形成された0.25～0.8重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相中にセメンタイトが2～18体積%分散されている低温度で焼戻しされた組織からなることを特徴とする転動部材を開発した。

なお、前記硬質粒子分散効果が作用し始めるのは、通常、0.1体積%以上であるが、セメンタイトはその硬さがほぼHv850～1000であり、マルテンサイト母相硬さと大きな差異がないことから、相手材料に対するアタック性が少なく、前述のSUJ2高周波焼入れ転動面層中のセメンタイト分散量を考慮して0.2～18体積%が有効であることは明らかであるが、下限のセメンタイト分散量は2体積%とすることがより好ましく、さらには5体積%とすることがより好ましいこととした。また、その上限のセメンサイト分散量は、前記鋼材の溶製時に巨大炭化物が発生することを抑制するための上限炭素量1.5重量%として、前記0.3重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相に分散するセメンタイト量を計算し、18体積%としたものである。さらに、前記マルテンサイト相中の下限炭素濃度としては、焼入れ状態でHv600以上の硬質なマルテンサイト相

が得られるように0.25重量%以上とするが、0.3重量%以上がより好ましいことは明らかである。また上限炭素量はマルテンサイト相硬さが飽和する0.8重量%とするが、焼入れ時の焼割れ性や摺動時の耐ヒートクラック性を考慮し、使用する鋼材の共析炭素濃度未満とする。より具体的には亜共析炭素濃度域の0.6重量%以下とするのが好ましいこととした。

また、前記高周波焼入れ時の加熱温度は浸炭焼入れや単なる炉加熱焼入れ温度と比べ900～1100℃と極めて高いために、例えば前述の高周波焼入れ用鋼を用いた転動部材表面層のマルテンサイト相炭素濃度を調整しながらセメンタイトを分散させる焼入れ硬化層を形成することが難しい。この問題を解決するために、本発明においては、セメンタイトに顕著に濃縮する合金元素であるCr、Vを添加した鋼を用いて、フェライト相（ α Fe相）および／またはオーステナイト相（ γ Fe）とセメンタイトが共存する加熱状態において、これらの鋼のセメンタイト中へ、少なくともCrを2.5重量%、より好ましくは3重量%以上に高める前熱処理を施すことによって高周波焼入れ加熱中のオーステナイト相へのセメンタイトの固溶を阻害することを図った。

なお、前述の高周波焼入れ処理前の熱処理としては、マルテンサイトやパーライト組織のものを（フェライト＋セメンタイト）二相領域で加熱処理する方法や、パーライト組織形成の段階で例えば空冷、炉冷等の冷却速度で遅く冷却する方法や、A1温度から600℃の範囲で恒温処理する方法、さらにセメンタイトの球状化を図る球状化焼きなまし処理（前記日本鉄鋼協会編、「鋼の熱処理」、p44～46を参照）等が好ましい。

さらにまた、共析炭素濃度以上の鋼では、A1温度～Acm温度の（オーステナイト＋セメンタイト）二相領域で加熱保持し、そのセメンタイト中にCrを濃縮させた後に冷却し、母相をマルテンサイト、ベイナイトおよび／または微細なパーライト組織にする前熱処理も好ましいことは明らかであり、また前記加熱保持した後に600℃まで徐冷しながら粒状セメンタイトおよび／またはパーライト状セメンタイトを分散させる前熱処理も好ましい。なお、750～850℃の（オーステナイト＋セメンタイト）二相領域におけるセメンタイト中のCr濃度はオーステナイト中のCr濃度の約8～10倍に濃縮し、例えばFe-0.9重

量% C - 1. 5 重量% C r 鋼では、820℃に加熱保持することによって、11 重量%のC r を含有するセメンタイトが約2体積%分散した組織となり、後述するように高周波焼入れによってこの状態で分散するセメンタイトが未固溶で残留することがわかる。

なお、(フェライト+セメンタイト)二相組織におけるセメンタイト中のC r 濃度は、例えば700℃において、フェライト中のC r 濃度の約28倍に濃縮することが知られており(600℃加熱では約52倍)、このC r の濃縮したセメンタイトが高周波焼入れ処理における加熱中のオーステナイトへ固溶する際のセメンタイトの固溶機構(速度)は図1に示される加熱温度におけるF e - C - M (M : 合金元素)三元系状態図とその図中に示される炭素の等活量線図(等炭素活量線図)の関係から説明することができる。

図1は、炭素との親和力の強いC r と類似の合金元素を添加したF e - C - M 三元系状態図を模式的に示したものであり、図中のA点で示す組成の鋼中の炭素活量と等しい炭素活量は図中のA点を通る細線のように、M元素添加によって炭素活量が低下することから等炭素活量線は右肩上がりに推移し、セメンタイトの固溶度線と交わり、その交点(B点)と平衡するM元素が含有したセメンタイト組成点(C点)と直線的に結ばれるものである。

その他の等炭素活量線(細線)は、各炭素活量に応じて計算されるものであり、炭素濃度が高くなるほど炭素活量は大きくなるが、F e - C 軸(F e - C 二元系)での黒鉛の固溶度(D点)が炭素活量 $A_c = 1$ と定義されるものである。

前記図1中に使用する鋼材組成A点における、焼入れ前組織におけるフェライトとセメンタイトの組成はE点、F点で与えられ、焼入れ加熱温度に急速に加熱された温度におけるF点組成のセメンタイトが合金元素Mをその場に残して、極めて拡散性の大きい炭素だけが急速にオーステナイト中に固溶する場合のセメンタイト界面と局所平衡するオーステナイト界面組成G点の炭素活量が鋼材組成のA点の炭素活量より大きいことから、炭素の化学ポテンシャルの勾配によって急速に拡散し、セメンタイトが固溶した位置と元フェライトであった位置において、まず図1中の等炭素活量線に沿って炭素が均質化した後に(矢印 \longleftrightarrow で示す)、合金元素が均質化することがわかる。

しかし、鋼中への合金元素添加量がより多く添加され（H点）、セメンタイト中により多くの合金元素が濃縮する（J点）場合においては、セメンタイトが合金元素Mをその場に残して炭素だけが固溶するとした時のセメンタイトと平衡するオーステナイト中の炭素活量が（K点）、元のA点組成の炭素活量より低くなることから、K点を通る等炭素活量線に沿って極短時間で炭素は拡散するが、それ以上の固溶が進行し、セメンタイトが完全に固溶する間にはK点からセメンタイトの固溶度線に沿ってのB点への合金元素の拡散なしにセメンタイトが固溶できないことがわかり、セメンタイトの固溶が合金元素Mの拡散に律速されながら急速に遅くなることがわかる。また、セメンタイトが完全に固溶するための時間は、元のC点組成を通る等炭素活量線とセメンタイト固溶度線との交点とセメンタイト中のB点との合金元素濃度差が大きくなるほど遅くなることが明らかであり、高周波加熱・焼入れによるセメンタイトの分散が容易に行われることがわかる。

さらに、オーステナイト（ γ 相）領域での加熱が数秒以内に制御される高周波加熱・焼入れ処理が施された場合に、前述のセメンタイトが未固溶状態で分散しているマルテンサイト母相中の炭素濃度は、炭素拡散で支配されるK点を通る等炭素活量線上のI点の合金組成に対応する位置の炭素濃度とほぼ等しくなり、それに応じたマルテンサイトの硬さが得られるが、そのマルテンサイト母相組成の焼入れ性は、元のフェライト中の合金濃度（I点）と前記炭素濃度によって決まり、鋼材の組成（H点）から計算される焼入れ性（DI値）より大きく低下することがわかる。また、その焼入れ性の低下する割合は、焼入れ前組織中のセメンタイトに合金元素が濃縮するほど大きくなり、Cr、Mn、Moのセメンタイトに濃縮し易い合金元素ほどその低下は顕著に起こることも明らかである。

より具体的にするために、図2に示すFe-C-Cr三元系状態図と等炭素活量線図（at 1000℃）を使って1000℃にすばやく加熱して焼入れ処理を行う高周波焼入れの場合を以下に検討する。

（1）急速にセメンタイトが固溶する場合（セメンタイト中のCr濃度が低い場合）

図2中のA点（0.8重量％C，0.4重量％Cr）で示す鋼を（セメンタイト＋フェライト）共存領域の700℃で十分加熱するとB点（セメンタイト、2.

6重量%Cr)とC点(フェライト、0.09重量%Cr)の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、B点、C点はA点に向かって均質化していくことになるが、前述のように、B点のセメンタイト中の合金元素がオーステナイト中をほとんど拡散しない間に炭素がフェライト組成を持っていたオーステナイト(C点)にD点を経由しながら矢印(↑↓)で示すように急速に拡散し、セメンタイトを固溶した後、A点を通る炭素の等活量線(等炭素活量線)で平衡化し、その後の加熱によってCr元素がA点に向かって均質化することで、より迅速なセメンタイトの固溶を達成することができ、マルテンサイト母相の炭素濃度もほぼA点と同じ炭素濃度となって、より高硬度なマルテンサイトが得られることがわかる。

(2) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合1

図2中のE点(0.8重量%C, 1重量%Cr)で示す鋼をフェライトとセメンタイト共存領域の700℃で十分加熱するとG点(フェライト、0.24重量%Cr)とF点(セメンタイト、6.61重量%Cr)の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、前述の例のごとく、F点はH点に向かって固溶していくことになるが、H点(セメンタイトが固溶する場合のセメンタイトと等炭素活量の関係にあるオーステナイト界面)での炭素活量が元のE点の炭素活量よりも低くなるために、まずH点を通る等炭素活量線までセメンタイトが炭素拡散律速機構で固溶した後、セメンタイトと平衡する γ 相組成(H点)がセメンタイトの固溶度線に沿ってE点と等炭素活量の関係にあるセメンタイトの固溶度線上のI点にCrの拡散を伴いながらセメンタイトを固溶し、オーステナイト(γ)組成がI点に到達した時点でセメンタイトが完全に固溶することがわかる。また、焼入れ後のマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.6重量%、Cr濃度は0.24重量%となり、非常に硬質なマルテンサイト中に約3体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかるが、マルテンサイト相の焼入れ性(DI値)は鋼材組成(E点、0.8重量%C、1重量%Cr)のDI値の約1/5に低下することがわかる。またさらに、未固溶のセメンタイト周辺の溶解部においては、高炭素濃度、高合金濃度であることから、未固溶のセメンタイト周辺では安定な残留オーステナイト相

が形成され易くなるとともに、未固溶のセメンタイト界面からの不完全焼入れ層の形成が抑制されることがわかる。

(3) セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合 2

前記(2)の場合におけるH点は、セメンタイトと異なる Cr_7C_3 炭化物とオーステナイト(γ 相)が平衡し、非平衡なセメンタイトとオーステナイト(γ 相)の二相平衡がセメンタイトの固溶過程において成り立つと仮定しているが、このセメンタイトの固溶過程において、 Cr_7C_3 炭化物の固溶度線上のJ点を通る等炭素活量線(約0.2)までは、炭素拡散律速でセメンタイトが固溶するが、それ以後のセメンタイトの固溶は、セメンタイト消失前に Cr_7C_3 炭化物が形成される必要性のないように、オーステナイト(γ 相)界面組成は、少なくとも Cr_7C_3 炭化物が析出しなくても良い(オーステナイト(γ 相) + セメンタイト + Cr_7C_3) 三相共存領域のK点に到達する拘束条件が加わるためにセメンタイトの固溶がより遅延されることがわかる。この場合の前記高周波加熱・焼入れによって得られるマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.45重量%となり、硬質な(HRC 57~61)マルテンサイト母相中に約5体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

なお、前述の検討結果から、セメンタイトの顕著な遅延が発生する限界点は1000℃の加熱条件ではセメンタイト中のCr濃度が約3重量%に濃縮する(J点)場合であることは明らかであり、900℃の加熱では約2.5重量%であるので、例えば、C: 0.55重量%、Cr: 0.3重量%を含有する鋼を700℃で加熱する場合のセメンタイト中の[Cr濃度] = $\alpha_{\text{KCr}} \times \text{鋼中のCr濃度} / (1 - (\text{鋼中の炭素濃度} / 6.67) \times (1 - \alpha_{\text{KCr}}))$ は2.6重量%と算出されることから、Crの下限添加量はほぼ0.3重量%であり、好ましくは0.4重量%以上であることがわかる。ここで、 α_{KCr} はフェライト相とセメンタイト間のCrの濃縮性をあらわす分配係数であって、分配係数 α_{KM} = セメンタイト中のM元素濃度(重量%) ÷ フェライト中のM元素濃度(重量%)と定義されるものであり、各合金元素の分配係数(700℃での)は、

$\alpha_{\text{KCr}} = 2.8$ 、 $\alpha_{\text{KMn}} = 10.5$ 、 $\alpha_{\text{Kv}} = 9.0$ 、 $\alpha_{\text{KMn}} = 7.5$ 、 $\alpha_{\text{KW}} = 2.0$ 、 $\alpha_{\text{KNi}} = 0.34$ 、 $\alpha_{\text{KSi}} = 0$ 、 $\alpha_{\text{Al}} = 0$ であることが知られ

ており、C r が各種合金中で最もセメンタイトへ濃縮することがわかる。

さらに、前記900～1100℃で高周波加熱・焼入れ法を転動部材に適用するために、その焼入れ後に140℃以上での低温焼戻し処理したマルテンサイト母相硬さを少なくともHRC55以上に高める必要があることから、マルテンサイト母相中の炭素濃度を0.3重量%以上に高めるために、セメンタイト中の平均C r 濃度が1.0重量%以下（例えば図2中のL点）となるように調整することが必要であることがわかる。よって、本発明においては、高周波焼入れ前組織におけるセメンタイト中の平均C r 濃度が2.5～1.0重量%の範囲で調整されるものとした。

また、前述のように（オーステナイト＋セメンタイト）二相領域で加熱保持した状態でのセメンタイト中のC r 濃度が約1.1重量%にまで濃縮され、高周波焼入れによってこれらのセメンタイトが未固溶状態で分散するが、高周波焼入れ前組織としてはフェライトと平衡するセメンタイトも析出した状態にあり、本発明はこれらのセメンタイトの平均的なC r 濃度で定義するものであり、マルテンサイト母相中の炭素濃度が0.3重量%以上となるためのものであることは明らかである。またさらに、マルテンサイト母相中の炭素濃度を0.4重量%以上にして、より面圧強度を高めることがより好ましく、その時の好適なセメンタイト中の平均C r 濃度が2.5～0.9重量%であることは明らかである。

また、前記炭素拡散律速で拡散固溶する時のマルテンサイト母相中の炭素濃度が約0.8重量%以上になると、前記高周波加熱・焼入れによる残留オーステナイト相が多くなり過ぎ、マルテンサイト相の硬さが飽和することから、その炭素濃度が0.3～0.8重量%となるように調整されることが好ましいので、鋼材炭素量は未固溶セメンタイト量を1～1.8体積%とすると、0.45～1.5重量%で適用できることがわかるが、0.53～1.5重量%がより好ましいことは明らかである。

したがって、0.53～1.5重量%の炭素量を添加するときのC r 量としては1.8重量%以下であることが好ましいが、経済的な観点からは1.5重量%以下で調整されることが好ましい。さらには、後述するように前述の鋼材を歯車用鋼材に適用し、高周波焼入れによって歯形に沿った焼入れ硬化層を形成する歯

車を製造する場合には、セメンタイトが分散するマルテンサイト相（高周波加熱状態ではオーステナイト相）の焼入れ性を抑えるために、0.8重量%Cr以下で使用されることが好ましい。

またさらに、前述のフェライトとセメンタイト間の合金元素の分配係数 α_{KM} が大きいV、Cr、Mo、Wがセメンタイトへの濃縮傾向が大きいだけでなく、前記（3）の関係で記載したような Cr_7C_3 炭化物の存在と同様に、 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 、 V_4C_3 、WC特殊炭化物が存在することから、 Cr_7C_3 と同様の検討がされ、セメンタイト中のV、Mo、W濃度がそれぞれ0.3重量%V、1重量%Mo、1重量%W以上に調整されることが必要とわかり、その結果、V：0.1重量%以上、Mo：0.3重量%以上およびW：0.5重量%以上の添加によって前記セメンタイトの固溶遅延が発現されるので、本発明においては少なくともCrが0.3重量%以上および／またはVが0.1重量%以上添加されるものとし、Mo、Wが必要に応じて複合添加されることが好ましいものとした。

さらに、Vは0.3重量%を越えると V_4C_3 炭化物が高周波焼入れ後のマルテンサイト母相中に残留するようになり、かつ、 V_4C_3 が顕著な前述の硬質粒子分散効果（～0.4体積%）を発揮することから、V添加量範囲としては0.1～0.5重量%が好ましいことがわかる。

また、MnはV、Moよりも α_{KMn} が大きく、セメンタイト中に顕著に濃縮する元素であるが、オーステナイト状態での特殊炭化物の存在が無く、かつ、通常添加される鋼組成範囲（～1.5重量%）においては（セメンタイト中～8.5重量%Mn）、セメンタイトの炭素の流出を阻害するMnによる炭素活量の低下も顕著でないことは明らかであるので、Mnは1.5重量%以下を適量とできることは明らかである。なお、後述するように歯形に沿った焼入れ硬化層を形成させる歯車部材に適用する場合においては、マルテンサイト相の焼入れ性を抑えるために、0.5重量%以下で使用されることが好ましい。

なお、前記セメンタイトとフェライト間の分配係数 α_{KM} は前述のように700℃で十分加熱したときのものであって、例えば加熱温度を600℃に下げた時にはそれらの分配係数はより大きくなり、Cr、Mn、V、Moはよりセメンタイトに濃縮されるが、その加熱が短時間すぎた場合には十分に濃縮されないの

あらかじめ鋼の共析温度以下で加熱処理しておくことが好ましいことは明らかである。

さらに、前記転動面層のマルテンサイト母相中に分散するセメンタイトは、パーライト組織の板状セメンタイトや粗大な粒状セメンタイト（平均粒径 $1.5 \sim 3 \mu\text{m}$ ）であっても転動面強度に良いことは明らかであるが、歯車等の曲げ応力に対する強度的観点からは、さらに後述するショットピーニングによるセメンタイトの破損を避ける観点からも、高周波焼入れの前処理として、セメンタイトを粒状化し、平均粒径が $1.5 \mu\text{m}$ 以下に微細化しておくことがより好ましいことは明らかであるが、そのセメンタイト粒子の微細化は αKM 、 γKM の大きな元素を添加することが好ましく、セメンタイトへの濃縮傾向が大きい Cr を添加することが好ましいことは明らかである。

また、前述のように高周波焼入れ前組織をセメンタイト球状化組織とする場合においては、素材調質（焼入れ焼戻し熱処理）による球状化を図る場合には、一旦深いマルテンサイト層を形成する必要があるために、必然的に焼入れ性の高い鋼を使う必要があるが、本発明においては球状化焼きなまし処理によって実施されることが好ましい。また、共析温度（ A_1 温度）を顕著に高める Si 、 Al を多量に添加する鋼においては、素材調質の焼戻し温度もしくは球状化温度を高めることができることから、その熱処理時間が大幅に短縮できる特徴を有している。

なお、前記転動部材を歯車に適用する場合においては、前記セメンタイトに起因する内部切欠き作用で歯元曲げ疲労強度の低下が危惧されるので、本発明においては、前記転動面層を高周波焼入れ後も、転動面層中に平均粒径が $0.1 \sim 1.5 \mu\text{m}$ の粒状セメンタイトが1体積%以上分散するようにして、かつ、セメンタイトの内部切欠き作用を低減し、靱性を高めるために残留オーステナイト相を $10 \sim 60$ 体積%残留させ、さらに旧オーステナイト結晶粒径を $ASTM10$ 番以上に微細化し、かつ 50 kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力を付加することによって対策することとした。さらに、歯先、ピッチ円、歯元、歯底からなる歯形表面層へのショットピーニング処理等の物理的加工処理を施すことによって、転動面層の最表面部において、 50 kgf/mm^2 以上の圧縮残留応力を確実に付与することとした。またさらに、歯の端面部へもショットピーニング処理等の物理

的加工処理を施すことによって、端面部の焼入れ境界部からのスポーリング的な破損を防止することとした。

また、滑り性が大きく、スコーリング等の破損が問題となりやすい歯車部材においては、転動面における潤滑油による潤滑性の改善が必要となる場合においては、前記マルテンサイト母相中のパーライト組織状に分散するセメンタイトの分散が歯面でのオイルポケットの形成に適していることから、本発明においては、転動面中にパーライト状板状セメンタイトが少なくとも含有されることを特徴とし、耐焼付き性、耐摩耗性に優れた転動部材を開発した。前記オイルポケットはマルテンサイト相よりも硬質な板状セメンタイトに挟まれたマルテンサイト相部がオイル溜りになり、潤滑性を改善するものである。

また、マルテンサイト母相中にパーライト組織状のセメンタイトが分散する転動部材においては、歯車同士が噛み合う際の振動に対する制振性に優れることは容易に想像されることであり、本発明における転動部材は制振性に優れた歯車部材に好適であることは明らかである。なお、前記マルテンサイト母相中にパーライト組織状に板状セメンタイトが分散した組織の転動面ピッチング強度は粒状セメンタイトが分散した組織のそれと比べて優れた耐久性を示すが、それは、明らかに転動滑り面における潤滑性の改善によることは明らかであり、高負荷なベアリング部材としても好適であることは明らかであり、本発明はそれを含んだものである。

前記高周波焼入れを実施して利用する転動部材は、その際の加熱均質時間が数秒以内であることが多く、前述のようにセメンタイトにCr, Mo, V, Mn等を濃縮して高周波焼入れした場合に、マルテンサイト母相内での合金元素の均質化はほとんど進まないことが多く、焼戻し軟化抵抗性が低下することによって、前述の転動面強度に対するセメンタイトによる粒子分散効果が十分に発現されず、浸炭焼入れ転動部材に較べてもその面圧強度が改善されないことが危惧されるために、本発明においては、セメンタイト中にほとんど濃縮せず、マルテンサイト母相に効率良く残留して、マルテンサイト母相の焼戻し軟化抵抗性を高める、Si: 0.5~3.0重量%もしくはAl: 0.25~1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al): 0.5~3.0重量%を含有し、さらに、Mn, Ni,

C r, M o, C u, W, B, C aの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素が含有され、残部が実質的にF eからなるとともに、

$5 \leq 4.3 \times S i \text{ (重量\%)} + 7.3 \times A l \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)} + 1.5 \times M o \text{ (重量\%)} + 1.2 \times C r \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)})$ の関係を満足するように調整されてなる鋼材を焼入れ処理もしくは高周波焼入れ処理後に300℃以下の焼戻し処理を施し、その表面硬化層が300℃の焼戻し処理によってもHRC50以上の硬さが確保されるようにしたことを特徴とする鋼材を用いること特徴とする高周波焼入れ転動部材を開発した。

また、本発明では、S i, A l等のフェライト安定化元素を多量に添加するので、高周波焼入れ時においてフェライト相が焼入れ硬化層に残留する危険性がまず検討される必要があるが、図3に示すように3重量% S iを添加した鋼においては炭素量を0.35重量%以上で、より好ましくは0.45重量%以上に添加することによって高周波焼入れ時の加熱温度(900~1100℃)において十分にオーステナイト化することがわかる。また、S iの代わりにA lを添加する場合においては、A lはS iの2倍以上のフェライト安定化能力を持つことから、本発明においては1.5重量%をA l上限添加量とすることが好ましいことは明らかである。

前記高周波焼入れの前組織として、(フェライト+パーライト)組織であっても、粗大なフェライトが存在する場合には、短時間の高周波加熱によって均質化され難いことから、本発明のように前記T i, V, Z r, N b, T a, H fの炭化物、炭窒化物を含有し、(フェライト+パーライト)組織を細かくし、粗大フェライトの発生を抑えることや鋼中の炭素量を0.6重量%以上に調整することが好ましいことは明らかである。

なお、T i, Z r, N b, T a, H fの一種以上の合金元素からなる炭化物、窒化物および/または炭窒化物は前記セメンタイトに比べ、高周波加熱時のオーステナイトにほとんど固溶せず、かつ極めて硬質であり、鋼に対する耐焼付き性に極めて優れた化合物であることから、それらの微量の添加によってオーステナイト結晶粒の微細化とセメンタイトに代わる前記硬質粒子分散効果が優れることは明らかであり、本発明においては経済性を考慮して、0.2重量%を上限添加

量とした。

また、前記硬質粒子を、例えばTiCとした場合には、TiCの比重がほぼ4.9 g r / c m³であることから、0.2重量%のTi添加によって0.25重量%のTiCが形成され、その体積%（0.4体積%）が、相手摺動材料に対するアタック性の小さいことがわかる。

また、前記転動面での耐焼付き性や耐摩耗性を効率的に改善するためには、前記鋼の溶製段階で析出分散させる炭化物、窒化物および／または炭窒化物が比較的大きいことが好ましいことであって、それらの平均粒径としては、高速度鋼炭化物の分布に見られるように0.1 μm以上が好ましく、かつ摺動時の相手材へのアタック性を考慮した場合には5 μm以下にしておくことが望まれる。

Mn、Cr、Moは鋼の焼入れ性を顕著に高め、高濃度な炭素（一般的には0.55重量% C以上）を含有する鋼においては高周波焼入れ時の焼割れ性が高まることや、歯車ピッチ円での硬化深さが深くなり過ぎて、スルーハード化した場合、そのピッチ円位置の歯面表面に引張残留応力が発生するために、歯面強度が低下し易い問題を起し易い。そこで、本発明では、前記球状化熱処理やA1～550℃の（フェライト＋セメンタイト）二相領域で加熱処理によってCr、Mn、Moをセメンタイト中に濃縮させ、フェライト中のCr、Mn、Mo濃度を大幅に低減させることによって、そのセメンタイトを残留させる前記高周波焼入れする際の加熱によって炭素のみを0.25重量%以上に固溶したオーステナイト相の焼入れ性を大幅に低減し、少なくとも、歯車ピッチ円での硬化深さがスルーハード化しないようにして、焼割れ性と引張残留応力の発生を抑制することとして、熱処理計算から、その際の歯車モジュール（M＝ピッチ円長さ÷歯数（mm））とDI値（inch）の関係を解析し、式

$$DI \leq 0.12 \times M + 0.2$$

の条件を満足させる前記オーステナイト相の焼入れ性（DI値）を持つものとした。

例えば、上式の関係に従えば、M＝6の歯車では、DI＝0.92（inch）以下の焼入れ性を持つ前記オーステナイト相が高周波加熱によって形成されるように、前記のようにしてフェライト相中の合金元素濃度を調整することによって

達成されることは明らかである。実際のところ、多量に使われる歯車サイズとしては、 $M \leq 6$ であることから、本発明においては、マルテンサイト相中の固溶炭素量を0.3～0.8重量%とした場合においては、元フェライト相であったマルテンサイト相中のCr:0.05～0.2重量%、Mn:0.1～0.3重量%、Mo:0～0.1重量%が含有されることが好ましく、さらに、350℃の焼戻し軟化抵抗性を高める場合においては、Si:0.5～2重量%が含有されるようにしたDI=0.92以下に調整されることが好ましいことは明らかである。

また、より具体的には、少なくともC:0.53～1.5重量%とCr:0.3～1.5重量%および／またはV:0.1～0.3重量%を不可避免的に含有し、かつMnを0.2～0.5重量%に抑制してSi:0.5～2重量%、MoおよびWをそれぞれ0.2重量%以下の範囲に調整した鋼材を利用することとした。また、より耐摩耗性と耐面圧強度を重要視する場合においては、少なくともC:1.2～1.5重量%とCr:0.6～1.5重量%および／またはV:0.1～0.3重量%を不可避免的に含有し、かつMn:0.2～0.5重量%に抑制してSi:0.5～2重量%、MoおよびWをそれぞれ0.2重量%以下の範囲に調整された鋼材を利用することがより好ましいことは明らかである。

なお、本発明の転動部材用および／または歯車部材用の鋼材においては、炭素量が高いことから、その部材の機械加工性が経済的でないことは明らかであり、とりわけ0.6重量% C以上でパーライト組織状の板状セメンタイトが分散する前記部材などでは経済的に不利であり、この場合においては、炭素添加量が0.1～0.45重量%で、その他合金元素が前記第1発明～第15発明のいずれかの範囲にある鋼材を利用して、前記部材を機械加工し、その後に浸炭および／または浸炭浸窒処理によって、少なくとも表面の炭素濃度が0.6～1.5重量%で、0.45重量%炭素濃度位置が表面から0.4mm以上になるように調整した後に、前記粒状および／またはパーライト状のセメンタイトに分散処理し、それらセメンタイトにCrを濃縮させ、高周波焼入れしたことを特徴とする転動部材および／または歯車部材が開発できることは明らかであり、本発明では、少なくともC:0.1～0.45重量%を含有するとともに、V:0.1～0.5重量%、Cr:0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、浸炭また

は浸炭浸窒処理によって転動面表面炭素濃度が0.6～1.5重量%で、0.45重量%の炭素濃度位置が表面からの深さ0.4mm以上になるように調整され、転動面層が、高周波焼入れにより形成された0.25～0.8重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相中にセメンタイトが2～18体積%分散されている低温で焼戻しされた組織からなることを特徴とした。なお、そのマルテンサイト母相中の上限炭素濃度が利用する鋼材の共析炭素濃度未満、もしくは、0.6重量%であることが好ましいことは前述したものと同一であり、さらに、セメンタイトへのC_rの濃縮に関しても前述のものと同じである。また、転動面圧が作用する際の計算される最大せん断応力深さとその応力分布を考慮して、前記0.45重量%炭素濃度位置を0.4mm以上とした。

また、少なくともC：0.45～1.5重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%またはC_r：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用いる転動部材の製造方法として、本発明では、その鋼材中のセメンタイトの平均C_r濃度が2.5～10重量%になるように加熱処理するC_r濃化処理工程と、加熱時間10秒以下でA₁温度以下の温度から900～1100℃の焼入れ温度まで誘導加熱し急冷する高周波焼入れ処理工程と、100～300℃の温度で加熱する焼戻し処理工程とを有することを特徴としている。これにより、0.25～0.8重量%の炭素が固溶するマルテンサイト母相中に2～18体積%のセメンタイトが分散した低温焼戻し組織からなる転動部材の製造方法を開発した。ここで、その鋼材中のセメンタイトの平均C_r濃度が2.5～10重量%になるように熱処理するC_r濃化処理工程と加熱時間10秒以下でA₁温度以下の温度から900～1100℃の焼入れ温度まで誘導加熱し急冷する高周波焼入れ処理工程によって、セメンタイトのオーステナイトへの固溶速度を遅らせることと生産性を考慮し、十分なオーステナイト相での炭素拡散時間が確保されるものとした。また、前記C_r濃化処理工程は、加熱温度がA₁温度～900℃である[セメンタイト+オーステナイト]二相領域での加熱処理および／または加熱温度が300℃～A₁温度である[セメンタイト+フェライト]二相領域での加熱処理であることを特徴とし、さらに、前記鋼材は、少なくともC：0.8～1.5重量%を含有するものであって、前記C_r濃化処理工程のC_rをセメンタイトへ濃化す

る加熱温度がA1温度～900℃である〔セメンタイト＋オーステナイト〕二相領域での加熱処理の後に、徐冷またはA1温度以下への冷却とA1温度以上への再加熱とを施すことにより平均粒径が0.1～1.5μmの粒状セメンタイトを分散させる粒状化処理工程を有することを特徴としている。ここで、高周波焼入れ処理工程の急冷とは、所定温度まで加熱した転動部材の表面層をオーステナイト化するために必要な冷却能力を持つ冷却剤（例えば、水、水溶性焼入れ液、油など）により冷却することをいう。

さらに、歯車表面からの誘導加熱深さをできるだけ浅くして、高周波焼入れによる歯車ピッチ円位置の焼入れ硬化深さがスルーハード化せず、その歯形に沿って焼入れ硬化層が形成されるように、前記高周波焼入れ処理工程の前に、300℃～A1温度の加熱温度で予備加熱する前加熱処理工程を有し、前記高周波焼入れ処理工程のA1温度以下の温度から900～1100℃の焼入れ温度までの加熱速度が150℃/sec以上であることを特徴とし、高周波焼入れ時の焼割れや焼入れ変形を抑制している。

さらに、少なくともC：0.1～0.45重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%またはCr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用いる転動部材の製造方法として、本発明では、転動面表面の炭素濃度を0.6～1.5重量%、炭素濃度0.45重量%の位置を表面からの深さ0.4mm以上となるように調整する浸炭または浸炭浸窒処理工程と、浸炭または浸炭浸窒層中のセメンタイトの平均Cr濃度が2.5～10重量%になるように加熱処理するCr濃化処理工程および／または、徐冷またはA1温度以下への冷却とA1温度以上への再加熱とを施すことにより平均粒径が0.1～1.5μmの粒状セメンタイトを分散させる粒状化処理工程と、加熱時間10秒以下でA1温度以下の温度から900～1100℃の焼入れ温度まで誘導加熱し急冷する高周波焼入れ処理工程と、100～300℃の温度で加熱する焼戻し処理工程とを有することを特徴としている。これにより、前述の鋼材よりも炭素含有量の少ない鋼材を用いて転動部材が製造されることから、例えば歯車部材の機械加工に関する経済性が改善されることは明らかであるとともに、前述の急速加熱のための高価な高周波焼入れ処理設備が不要となることによる経済性が改善されることは好ましい

ことである。ここで、より好ましくは転動面表面の炭素濃度は0.9～1.5重量%である。

さらに、前記高周波焼入れ処理工程以降に、転動部材の一部または全部の表面層において50kgf/mm²以上の圧縮残留応力を発生させるショットピーニング等の物理的加工処理工程を有することを特徴としても良い。これにより、転動部材表面層の曲げ疲労強度、ピッチング強度を高めることができる。

なお、前記各発明につながる各合金元素の働きについてまとめて次に記述する。
Si：0.5～3.0重量%

Siは300～350℃以下の低温焼戻し温度域での焼戻し軟化抵抗性を顕著に高める元素であり、その焼戻し軟化抵抗性を高める機構としては低温度で析出するε炭化物をより安定化し、セメンタイトの析出をより高温側へ引き上げることによって軟化を防止することが示されている。

Siの下限添加量は、1重量%当りのSiの300℃焼戻しでの軟化抵抗ΔHRCが4.3であることと、0.55重量%炭素から求まる300℃焼戻しのベース硬さがHRC47.6であることから、300℃焼戻し硬さHRC50を確保するためのSi添加量は約0.5重量%であり、さらに、0.15重量%のSiが共存する場合のAl添加量は約0.25重量%であることから、Si、Al添加下限量と設定した。

また、そのSi上限量は前述の炭素量0.3～0.8重量%の範囲でAc3変態温度が900℃を越えないようにし、むやみに高周波焼入れ温度を高くしないようにするために3.0重量%としたが、浸炭、浸炭浸空処理後に油焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を0.2～0.8重量%にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を2重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

Al：0.25～1.5重量%

Alは強力な脱酸作用を示すことおよび、鋼中に含有される不純物元素であるP、Sを結晶粒界から排斥する作用が強力であることから鋼材の清浄度化に有効であること、さらに、本発明では、AlがSiよりも低温焼戻し軟化抵抗性を高める元素であることを確認し(ΔHRC=7.3)、Alを単独に添加する場合の

添加量を0.25～1.5重量%とし、Siの一部を0.15～1.5重量%のAlで置き換えて利用する場合には(Si+Al):0.5～3.0重量%とすることを特徴としたが、前述のようにAlはSiよりもさらに強力なフェライト安定化元素であり、Ac3温度をSiに比べて約1.6倍より高める作用を有するので、その最大の添加量を1.5重量%以下とした(2.5重量%/1.6)。また、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を1重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

Ni:

前記添加量のAlとNi:0.3～2.5重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願2002-240967号で報告しており、とりわけ、0.6重量%および1.2重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織が優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できることは歯車材料として有効であることは明らかである。本発明ではNi添加が鋼材をより高価なものとするために、1.5重量%以下とした。

Cr:

Crは焼入れ性を顕著に高める元素であるが、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3変態温度以上に加熱された表面層部のみが急速に冷却されれば良いので、歯車材としての焼入れ性(DI値)は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性DI値:2.0inch以上を越える必要性が無いために、前述のようにセメンタイトを分散させない歯車材料としては、その焼割れ性を軽減するために、Crは0.5重量%以下に調整されることが多いが、前述のように高周波焼入れ法によってセメンタイトを分散させる場合においては、微細なセメンタイトを残留させるために0.3～1.5重量%Crを添加することが好ましい。また、この場合においてはセメンタイトの球状化処理によって、Crをセメンタイト中に十分に濃縮させておき、高周波加熱時に発生するオーステナイト中への合金元素の固溶を抑えて、実質的なオーステナイト相の焼入れ性を抑えることによって焼割れ性を抑制することが好ましいが、焼入れ性にほとんど影響を与えないVによってセメンタイトの分散を図り、Cr添加量を0.5重量%以下に留めることも好ましいことは明らかである。

Mn :

Mnは、顕著な脱硫作用を示すだけでなく、前述のように鋼の焼入れ性を顕著に高める元素であるために、目的に応じて適量添加されるが、高周波焼入れによって利用する本歯車部材においては、前記マルテンサイト相の焼入れ性を調整するために、Mn : 0.2 ~ 0.5 重量%に抑えて、Si : 0.5 ~ 2 重量%を積極的に添加し、焼戻し軟化抵抗性を高めることが好ましい。

Mo :

Moは鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるとともに、焼戻し脆性を抑える元素であることから、本発明では通常肌焼きSCM鋼と同レベルの0.35重量%以下の範囲で添加されるが、前述の高周波焼入れ法が適用される転動部材においては、0.3重量%以上の添加によって高周波加熱時のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅延するが、その役割と経済的な観点を考慮して不可欠な添加元素でないことは明らかであることから、0.2重量%以下に抑えて利用するものとした。Wについてもほぼ同様である。

なお、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3変態温度以上に加熱された表面層部のみが焼入れ硬化されれば良いので、歯車材としての焼入れ性(DI値)は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性2.0 inch以上を越える必要性はあまり無く、安価な鋼材が利用できる特徴があるので、本発明ではMn, Cr添加量をより低く調整し、Si, Al, Ni, Mo, V等の合金元素を調整して鋼材のDI値が2.0 inch以下となるようにすることがより好ましいことは明らかである。

以上に述べたように、本発明によれば、高面圧下における転動面での耐焼付き性に優れ、さらに耐ピッチング強度が高められた転動部材を提供することができる。

図面の簡単な説明

図1は、Fe-C-M系状態図と炭素の等炭素活量線図を使った γ 相への固溶機構図である。

図2は、Fe-C-Cr系等炭素活量線図である。

図3は、Fe-3重量%に対する合金元素の影響を示した状態図である。

図4は、ローラピッチング試験用試験片を示す図で、4(a)は小ローラ試験片、4(b)は大ローラ試験片である。

図5(a)は、高周波加熱温度と焼入れ硬さとの関係を示すグラフ、図5(b)は、高周波加熱温度とマルテンサイトC濃度(6℃/sec)との関係を示すグラフ、図5(c)は、高周波加熱温度と θ 相体積%との関係を示すグラフである。

図6は、ローラピッチング強度の予備試験結果を示すグラフである。

図7は、焼戻し硬さの実測値と計算値の比較を示すグラフである。

図8は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフである。

図9は、定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図である。

図10は、高速度高周波焼入れ組織を示す写真で、10(a)は、粒状セメントライトが分散した焼入れ硬化組織を示し、10(b)は、パーライト組織状セメントライトが分散した焼入れ硬化組織を示している。

発明を実施するための最良の形態

次に、本発明による転動部材およびその製造方法の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

〔実施例1：焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度(予備試験)〕

本実施例では、歯車での歯面における滑りを伴う転動疲労強度を調べるために、図4に示される試験片を用いてローラピッチング試験を実施し、各種の焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度を調べた。表1は本実施例に用いた各種炭素鋼、肌焼き鋼の化学成分を示したものであり、各種鋼材は図4(a)の小ローラ形状に加工した後、No. 1、2、4は820℃で30分加熱後に水焼入れし160℃で3時間焼戻して、試験に供した。また、No. 3とNo. 4は素材調質処理後に転動面を40kHz高周波電源を用いて焼入れ硬化し、前述と同様の焼戻し処理を施した。さらに、No. 5は930℃で5時間の浸炭処理(炭素ポテンシャル0.8)した後850℃に冷却し、850℃で30分保持した後に60℃の焼入れ油に焼入れた後、前述と同様の焼戻し処理を施し

た。

[表 1]

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	備考
No.1	0.55	0.23	0.71				S55C
No.2	0.77	0.21	0.74				共析炭素鋼(1)
No.3	0.85	0.22	0.81		0.43		共析炭素鋼(2)
No.4	0.98	0.27	0.48		1.47		SUJ2
No.5	0.19	0.22	0.75		0.97	0.15	SCM420H

なお、No. 4の球状化处理したSUJ2を高周波加熱によって800℃以上の温度域において5℃/secで比較的遅く昇温し、所定の加熱温度で約5秒間保持した後に水焼入れし、その時の焼入れ層硬さからマルテンサイト中の炭素濃度と未固溶のセメンタイト量の関係を調査した結果が図5(a)(b)(c)に示されている。このグラフから明らかに、Crのセメンタイトへの濃縮によって、オーステナイトへのセメンタイトの固溶が遅延しており、十分な硬さのマルテンサイトを得るためには、少なくとも900℃以上に加熱温度を設定することが必要であり、1000℃に加熱温度を高めた場合においても6体積%以上のセメンタイトが未固溶状態で残留するので、No. 3、No. 4の高周波焼入れ温度を950～980℃となるように焼入れ処理を施した後、160℃で3時間焼戻した。このとき残留するセメンタイト量はNo. 3：2体積%、No. 4：10体積%であった。

また、大ローラはNo. 4のSUJ2材を820℃で30分加熱後に水焼入れし160℃で3時間焼戻したものを使用し、ローラピッチング試験は70℃の#30エンジンオイルで潤滑しながら、小ローラを1050rpm、大ローラ（負荷ローラ）を292rpmとして40%の滑り率を与え、面圧を375～220kgf/mm²の種々の条件で負荷を与えて実施した。

図6は各種面圧でピッチングが発生した繰返し回数をまとめて示したものであり、基準とする浸炭肌焼き鋼における各面圧における最小繰返し数をつないだ寿命線を図中の実線で示したが、ピッチング発生繰返し数が10⁷回となる時の面圧を転動面疲労強度と定義した場合、そのピッチング強度は約210kgf/mm²となることがわかった。また、同様の整理の仕方では検討すると、No. 1：175kgf/mm²、No. 2：240kgf/mm²、No. 3（高周波

焼入れ)：260 kg f/mm²、No. 4：270 kg f/mm²およびNo. 4 (高周波焼入れ)：290 kg f/mm²となり、高周波焼入れによって、セメント粒子を約2体積%、約10体積%を分散させたNo. 3、No. 4の転動面疲労強度が顕著に改善されていることがわかる。さらに、浸炭肌焼き鋼はバラツキが多少大きく、この原因が転動面での浸炭時の粒界酸化や不完全焼入れ層の存在や残留オーステナイト量が多いこと等によるもので、平均的なピッチング発生回数で比較した場合には、No. 2のピッチング強度と変わらないことがわかる。

また、ピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅を調査した結果、No. 1：3.6～4.0°、No. 2：4～4.2°、No. 3：4.2～4.4°、No. 4：4.3～4.6°、No. 5：4～4.2°であった。

さらに、前記熱処理を施したNo. 1～5の試験片を250～350℃で各3時間焼戻した時のX線半価幅を調査した結果、前記ピッチング発生転動面の半価幅はほぼ300℃で焼戻した半価幅と合致し、また「材料、第26巻、280号、P26」で報告されている各種炭素濃度の炭素鋼の焼戻し硬さと半価幅の関係ともほぼ合致することがわかる。

[実施例2：焼戻し軟化抵抗性の確認]

表2は本実施例で使用した合金組成を示したものである。熱処理は810～870℃で30分加熱後に水冷し、300℃、350℃で3時間焼戻した試験片のロックウェル硬さHRCを調査し、さらに、これらの硬さに対する各合金元素添加量の影響を解析した。

[表2]

TPNo.	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B
No.6	0.45	1.45		0.46		1.49	0.52	0.14	0.0018
No.7	0.49	1.45		0.46		1.01	1.03	0.15	0.0019
No.8	0.47	0.31		0.46		2.01	1.03	0.15	0.0019
No.9	0.49	0.29		0.45		1.5	1.49	0.23	0.0019
No.10	0.36	1.77		0.6		0.62	0.11		0.0026
No.11	0.45	0.95		0.66	0.01	1.29	0.5		0.0029
No.12	0.39	0.93		1.02	0.08	0.97	0.95	0.5	
No.13	0.43	0.26		0.44		1.01	0.48		0.001
No.14	0.47	0.25		0.4		1.01	1.05		0.0018
No.15	0.46	1.5		0.4		1	0.51		0.002
No.16	0.45	0.24		0.4		1.02	0.48	0.31	0.0011
No.17	0.45	1.46		0.39		0.96	0.98		0.001
No.18	0.41	0.25		0.35		1	0.49		0.0017
No.19	0.52	2.3		0.57		0.11			
No.20	0.98	0.27		0.48		1.47			
No.21	0.55	0.23		0.71					
No.22	0.77	0.21		0.74					
No.23	0.45	0.21	1.26	0.53		1.51	0.21		
No.24	0.6	0.25	0.97	0.93	0.98	1.04	0.35		

なお、予備実験としては、0.1～1.0重量%の炭素と0.3～0.9重量%のMnを含有する炭素鋼についても調査し、前記合金元素の影響の解析のベースデータとした。その結果、

$$250^{\circ}\text{Cでは } HRC = 34 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 26.5$$

$$300^{\circ}\text{Cでは } HRC = 36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9$$

$$350^{\circ}\text{Cでは } HRC = 38 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 15.3$$

で近似されることがわかった。

また、これらの炭素鋼硬さをベースに合金元素の影響を解析した結果、焼戻し軟化抵抗 ΔHRC は、例えば300℃で、次式で記述できることがわかった。

$$\Delta HRC = 4.3 \times Si \text{ (重量\%)} + 7.3 \times Al \text{ (重量\%)} + 1.2 \times Cr \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)}) + 1.5 \times Mo \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)}$$

この結果から、AlはSiの1.7倍の焼戻し軟化抵抗性を発現することがわかり、転動面圧強度の改善元素として極めて効果的であることがわかった。

図7は、前記解析結果から求まる焼戻し硬さと実測した焼戻し硬さの合致性を示したものであり、そのバラツキ幅が $HRC \pm 1$ の範囲で精度良く予測できるこ

とがわかる。また、実施例1のSCM420(No. 5)の浸炭層(0.8重量%炭素)の300℃焼戻し硬さについても図7の☆印で示しており、計算値と良く合致していることがわかる。

〔実施例3：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善1〕

表3は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。各試験片は実施例1と同じ高周波加熱条件で高周波焼入れした後、160℃で3時間焼戻ししたものをローラピッチング試験に供したものである。

〔表3〕

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	セメンタイト体積%	焼付き面圧(kgf/cm ²)
No.P1	0.58	0.21	0.024	0.41		0.46				2	350
No.P2	0.63	0.58	0.021	0.38				0.46		2	350
No.P3	0.61	0.25	1.47	0.93	0.98	1.04	0.35			3	400
No.P4	0.83	1.01	0.31	0.55		0.96		0.38		5	375
No.P5	0.73	0.71	0.028	0.46		0.49			0.19	4	425
SCM420+GCQT											300
SCM440+QT											275
SUJ2+QT											400
S55C+QT											275

なお、転動表面層中のセメンタイト分散量は表3に併記し、ピッチング強度の試験は実施例1とほぼ同じ条件で実施し、その結果を図8に示した。また同図中の実線で実施例1で求めたピッチング発生線を図8の実線で示し、さらに、本実施例で求めたピッチング発生線を破線で示した。

これらの結果から、セメンタイト粒子分散効果およびAl, Si, V, Tiの単独もしくは複合添加により、転動面の耐ピッチング強度が画期的に改善されることがわかった。

〔実施例4：炭化物、窒化物、炭窒化物分散による摺動特性の改善1〕

本実施例は実施例3と同じ鋼材を用いて、図9に示されるような定速摩擦摩耗摺動試験片を用いて80℃のエンジンオイル#30で潤滑しながら、周速度が10m/sec、また、相手材料にSCM420に浸炭焼入れ焼戻しの処理を施して、表面硬さがHRC60になるように調整したものを使い、同じ押し付け圧を5分間保持し、押し付け圧力を25kgf/cm²毎に増加させて急激に摩擦係数が増大する時点(焼き付き状態)の押し付け圧力(kgf/cm²)を測定し

た。

本発明の表 3 中の摺動試験片は実施例 3 と同じ高周波焼入れ焼戻ししたもの
あり、また、比較材料として S C M 4 2 0 の浸炭焼入れ焼戻ししたもの（S C M
4 2 0 + G C Q T）、S C M 4 4 0 4 0（S C M 4 4 0 + Q T）、S 5 5 C（S 5
5 C + Q T）、S U J 2（S U J 2 + Q T）を焼入れ焼戻ししたものを使った。

この結果は、表 3 に合わせて示してあるが、明らかに、N o. P 1 ～ 5 におい
て硬質粒子の分散効果によって耐焼付き性が顕著に改善されている。とりわけ、
T i 添加による耐焼付き性の改善は顕著であることがわかる。

〔実施例 5：耐摩耗性の改善〕

通常、高周波焼入れした転動部材の耐摩耗性が十分でないことはよく知られて
いることであるから、本実施例においては、その耐摩耗性に対するセメント
分散の影響を前記実施例のローラピッチング試験を用いて評価した。ローラピ
ッチング試験方法は前述のとおりであって、摩耗量は 2×10^6 回の試験後の小ロ
ーラの摩耗深さ（ μm ）で評価した。使用した供試鋼は表 4 に示すとおりであ
って、高周波焼入れした後、セメント量、残留オーステナイト量および摩耗量
を表 4 に合わせて示したが、明らかにセメントの分散によって顕著に耐摩耗
性が改善されていることがわかる。また、N o. W 3 では粒状セメントより
パーライト組織状に板状セメントが分散した場合の方が耐摩耗性が優れてい
るが、これは滑りを伴う転動面でのオイルポケットの形成によって潤滑状況が改
善されたことによるものであり、この組織形態は歯車部材に限らず、ベアリング
などの転がり部材にも好適であることは明らかである。

〔表 4〕

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	セメント体積%	摩耗量（ μm ）	残留オーステナイト体積%
No.W1	0.46	0.22	0.018	0.76		0.8		1.2(粒状)	4.1	12
No.W2	0.53	0.21	0.021	0.78		0.98	0.16	2.5(粒状)	2.3	17
No.W3	0.98	0.55	0.023	1.11		1.08		5.8(粒状)	0.9	35
No.W3								6.2(パーライト状)	0.4	28
No.W4	0.84	1.12	0.019	0.4		0.91		5.8(パーライト状)	0.7	33
No.W5	0.5	0.88	0.022	0.75		0.12		0	8.9	7
S55C	0.55	0.23	0.025	0.71				0	12	5
S80C	0.79	0.22		0.75		0.13		0	7.3	12
SCM420浸炭焼入れ		0.23	0.024	0.78		1.01	0.17	0	3.8	23

図 10 (a) (b) は、表 4 中の N o. W 3 を、球状化処理したもの(図 10 (a))

と、820℃で1.5hr保持した後に放冷したもの（図10（b））を、通常の高周波加熱よりも極めて速い加熱速度1000℃/secで1000℃に加熱した後、焼入れたときの転動面の組織を示したものであるが、明らかに図10（b）では焼入れ前組織に影響を受けてマルテンサイト母相中にパーライト組織状の板状セメンタイトが分散していることがわかる。

さらに、パーライト組織状のセメンタイトや粒状セメンタイト中のCr濃度を調査した結果も図10中に示したが、パーライト組織状のセメンタイトにおいても3.9重量%までCrが濃縮され、前述したように、高周波焼入れによって十分残留する条件を満たしていることがわかる。なお、図10（b）の組織を持つ鋼を電解抽出法によってセメンタイトの平均Cr濃度を求めた結果は6.32重量%であった。

さらに、パーライト状の板状セメンタイトを含むNo. W3鋼材を使って、パーライト状の板状セメンタイトが分散する加熱速度と焼入れ温度（900℃、950℃、1000℃）の関係を調査した結果、加熱速度150℃/sec、焼入れ温度900℃の焼入れ組織でもパーライト状の板状セメンタイトが確認され、その時の焼入れ硬化層の硬さはHv945まで顕著に硬化することがわかり、少なくともパーライト状の板状セメンタイトをマルテンサイト母相中に安定して分散させるためには850℃を焼入れ温度の下限とした場合には100℃/sec以上の加熱速度が必要であることが明らかであるが、加熱速度が150℃/sec以上で焼入れ温度が900℃以上であることが好ましいことは明らかである。

請求の範囲

1. 少なくともC：0.45～1.5重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%、Cr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波加熱と冷却により形成された0.25～0.8重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相中にセメンタイトが2～18体積%分散されている低温度で焼戻しされた組織からなることを特徴とする転動部材。
2. 焼入れ硬化層中に分散するセメンタイト中の平均Cr濃度が2.5～10重量%に調整されていることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。
3. 焼入れ硬化層中に分散するセメンタイトがほぼ粒状化されており、その平均粒径が0.1～1.5 μ mであることを特徴とする請求項2に記載の転動部材。
4. 焼入れ硬化層中に分散するセメンタイトが、少なくともパーライト組織状に形成されている部分を持つことを特徴とする請求項2に記載の転動部材。
5. 前記焼入れ硬化層には、残留オーステナイトが10～60体積%含有されていることを特徴とする請求項2に記載の転動部材。
6. 前記転動面層の成分とほぼ同じ組成鋼材を用いて、その転動面層が高周波焼入れ処理によってマルテンサイト組織化され、旧オーステナイト結晶粒がASTM粒度番号10以上に微細化された組織となっていることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。
7. 前記鋼材として、Si：0.5～3.0重量%もしくはAl：0.25～1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al)：0.5～3.0重量%を含有し、さらに、Mn、Ni、Cr、Mo、Cu、W、B、Caの一種以上の合金元素とP、S、N、O等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的にFeからなる鋼材を用いることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。

8. 前記A1を0.25重量%以上含有する鋼において、0.3～1.5重量%のNiが添加されることを特徴とする請求項7に記載の転動部材。

9. 少なくともTi、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.05～0.2重量%含有するとともに、それらの合金元素が主体となる平均粒径が0.1～5μmの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.1～0.5体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層においてC:0.5～1.5重量%を含有し、転動面層が焼入れられた後、低温で焼戻されたマルテンサイト組織の母相となっていることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。

10. 歯車に使用され、前記0.25～0.8重量%の炭素を含有する元フェライト相であるマルテンサイト相の焼入れ性を示すDI値が歯車モジュールMに対して、式

$$DI \leq 0.12 \times M + 0.2$$

の関係を満足することを特徴とする請求項1～9のいずれかに記載の転動部材。

11. 前記鋼材は、少なくともC:0.53～1.5重量%とCr:0.3～1.5重量%および／またはV:0.1～0.3重量%を含有し、かつMn:0.2～0.5重量%、Si:0.5～2重量%、MoおよびWをそれぞれ0.2重量%以下含有することを特徴とする請求項10に記載の転動部材。

12. 前記鋼材は、少なくともC:1.2～1.5重量%とCr:0.6～1.5重量%および／またはV:0.1～0.3重量%を含有し、かつMn:0.2～0.5重量%、Si:0.5～2重量%、MoおよびWをそれぞれ0.2重量%以下含有することを特徴とする請求項10に記載の転動部材。

13. 少なくともその歯元部表面において50kgf/mm²以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項10に記載の転動部材。

14. 前記圧縮残留応力を発生させるショットピーニング等の物理的加工手段を用いて、歯先、ピッチ円、歯元、歯底からなる歯形表面層に 50 kg f/mm^2 以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項13に記載の転動部材。

15. 前記圧縮残留応力を発生させるショットピーニング等の物理的加工手段を用いて、歯形端面の表面層に 50 kg f/mm^2 以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項14に記載の転動部材。

16. 少なくともC：0.1～0.45重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%、Cr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、浸炭または浸炭浸窒処理によって転動面表面炭素濃度が0.6～1.5重量%で、0.45重量%の炭素濃度位置が表面からの深さ0.4mm以上になるように調整され、転動面層が、高周波焼入れにより形成された0.25～0.8重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相中にセメンタイトが2～18体積%分散されている低温度で焼戻しされた組織からなることを特徴とする転動部材。

17. 少なくともC：0.45～1.5重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%またはCr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用いる転動部材の製造方法であって、その鋼材中のセメンタイトの平均Cr濃度が2.5～10重量%になるように加熱処理するCr濃化処理工程と、加熱時間10秒以下でA1温度以下の温度から900～1100℃の焼入れ温度まで誘導加熱し急冷する高周波焼入れ処理工程と、100～300℃の温度で加熱する焼戻し処理工程とを有することを特徴とする転動部材の製造方法。

18. 前記Cr濃化処理工程は、加熱温度がA1温度～900℃である〔セメンタイト＋オーステナイト〕二相領域での加熱処理および／または加熱温度が300℃～A1温度である〔セメンタイト＋フェライト〕二相領域での加熱処理であ

ることを特徴とする請求項 17 に記載の転動部材の製造方法。

19. 前記鋼材は、少なくとも C : 0.8 ~ 1.5 重量%を含有するものであって、前記 Cr 濃化処理工程の Cr をセメンタイトへ濃化する加熱温度が A1 温度 ~ 900℃である[セメンタイト+オーステナイト]二相領域での加熱処理の後に、徐冷または A1 温度以下への冷却と A1 温度以上への再加熱とを施すことにより平均粒径が 0.1 ~ 1.5 μm の粒状セメンタイトを分散させる粒状化処理工程を有することを特徴とする請求項 17 に記載の転動部材の製造方法。

20. 前記高周波焼入れ処理工程の前に、300℃ ~ A1 温度の加熱温度で予備加熱する前加熱処理工程を有し、前記高周波焼入れ処理工程の A1 温度以下の温度から 900 ~ 1100℃の焼入れ温度までの加熱速度が 150℃/sec 以上であることを特徴とする請求項 18 に記載の転動部材の製造方法。

21. 少なくとも C : 0.1 ~ 0.45 重量%を含有するとともに、V : 0.1 ~ 0.5 重量%または Cr : 0.3 ~ 1.5 重量%の一種以上を含有する鋼材を用いる転動部材の製造方法であって、転動面表面の炭素濃度を 0.6 ~ 1.5 重量%、炭素濃度 0.45 重量%の位置を表面からの深さ 0.4mm 以上となるように調整する浸炭または浸炭浸窒処理工程と、浸炭または浸炭浸窒層中のセメンタイトの平均 Cr 濃度が 2.5 ~ 10 重量%になるように加熱処理する Cr 濃化処理工程および/または、徐冷または A1 温度以下への冷却と A1 温度以上への再加熱とを施すことにより平均粒径が 0.1 ~ 1.5 μm の粒状セメンタイトを分散させる粒状化処理工程と、加熱時間 10 秒以下で A1 温度以下の温度から 900 ~ 1100℃の焼入れ温度まで誘導加熱し急冷する高周波焼入れ処理工程と、100 ~ 300℃の温度で加熱する焼戻し処理工程とを有することを特徴とする転動部材の製造方法。

22. 前記高周波焼入れ処理工程以降に、転動部材の一部または全部の表面層において 50 kgf/mm²以上の圧縮残留応力を発生させるショットピーニン

グ等の物理的加工処理工程を有することを特徴とする請求項 17～21 のいずれかに記載の転動部材の製造方法。

要約書

歯面の耐焼付き性を改善し、かつ300℃での焼戻し硬さがHRC50以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、少なくともC：0.45～1.5重量%を含有するとともに、V：0.1～0.5重量%、Cr：0.3～1.5重量%の一種以上を含有する鋼材を用い、転動面層が、高周波加熱と冷却により形成された0.25～0.8重量%の炭素を固溶するマルテンサイト母相中にセメンタイトが2～18体積%分散されている低温度で焼戻しされた組織からなる転動部材とする。